

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2003-321748
(P2003-321748A)

(43) 公開日 平成15年11月14日 (2003. 11. 14)

| (51) Int.Cl. ⁷ | 識別記号 | F I | テ-マコ-ト* (参考) |
|---------------------------|-------|---------------|-------------------|
| C 2 2 C 38/00 | 3 0 1 | C 2 2 C 38/00 | 3 0 1 Z 4 K 0 3 7 |
| C 2 1 D 9/46 | | C 2 1 D 9/46 | T |
| C 2 2 C 38/14 | | C 2 2 C 38/14 | |
| 38/58 | | 38/58 | |

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願2002-126690(P2002-126690)

(22) 出願日 平成14年4月26日 (2002. 4. 26)

(71) 出願人 000001258

J F E スチール株式会社

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号

(72) 発明者 豊田 俊介

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 塩崎 毅

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 100099944

弁理士 高山 宏志

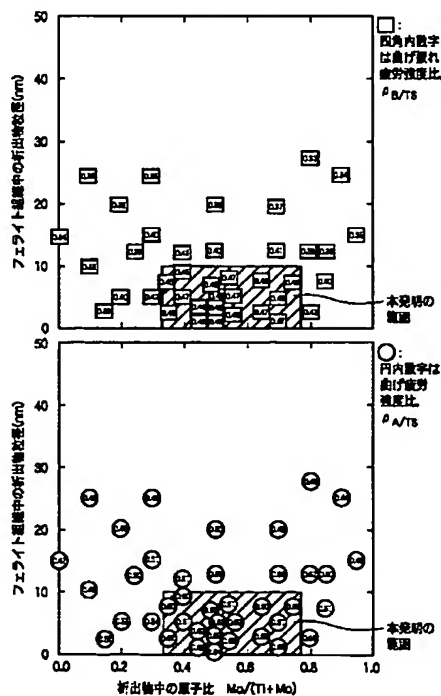
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管およびその製造方法、ならびに溶接鋼管素材用鋼帯

(57) 【要約】

【課題】 引張強さ590MPa以上の強度を有し、優れた加工性と、優れた疲労特性とを兼備した高張力溶接鋼管およびその製造方法を提供すること。

【解決手段】 重量%で、C:0.035~0.185%、Mn:0.75~1.95%、Mo:0.01~0.49%、Ti:0.010~0.145%、Al:0.011~0.10%、P:0.03%以下、S:0.004%以下、N:0.006%以下、O:0.004%以下、残部が実質的にFeからなり、粒径が10nm以下で、原子比でMo/(Ti+Mo)=0.33~0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60~100%である。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C: 0.035~0.185%、

Mn: 0.75~1.95%、

Mo: 0.01~0.49%、

Ti: 0.010~0.145%、

Al: 0.011~0.10%、

P: 0.03%以下、

S: 0.004%以下、

N: 0.006%以下、

O: 0.004%以下、

残部が実質的にFeからなり、

粒径が10nm以下で、原子比で $Mo/(Ti+Mo) = 0.33 \sim 0.77$ である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60~100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管。

$$0.15 \leq \{Ti - (48/14)N\} / Mo \leq 1 \quad \dots (1)$$

【請求項4】 請求項1から請求項3のいずれかに記載の溶接鋼管を製造するにあたり、上記組成の鋼スラブを1150℃以上に加熱した後、仕上げ圧延温度を850℃以上とする熱間圧延を施し、仕上げ圧延後5秒間以内に700℃以下まで冷却し、600℃超~675℃で巻取って熱延鋼帯とし、酸洗、スリット後造管することを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管の製造方法。

【請求項5】 請求項1または請求項2の成分組成を有

$$0.15 \leq \{Ti - (48/14)N\} / Mo \leq 1 \quad \dots (1)$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、引張強さ590MPa以上の強度を有し、曲げ、液圧、拡張、縮管、およびこれらを複合した成形等に必要な加工性と、優れた疲労特性とを兼備し、自動車、オートバイ等の構造部材に好適な高張力溶接鋼管およびその製造方法、ならびにその素材用鋼帯に関する。

【0002】

【従来の技術】車体の軽量化、高剛性化の観点から、サスペンションアーム、サスペンションメンバー、アクスルビーム、スタビライザー、フレーム、シャフト等の自動車構造部材への高張力溶接鋼管の適用が検討されており、これらに適した高張力鋼管が強く求められている。これまでに、このような自動車構造部材に適用される高張力溶接鋼管に関する技術が種々提案されている。

【0003】特開平11-279697号公報には、C-Si-Mn-Crを主成分とする鋼スラブを熱延後250℃以下で巻取り、フェライトと残部マルテンサイト及びベイナイトからなる複合組織を有することを特徴とする電縫鋼管に関する技術が開示され、特開平11-279699号公報には、C-Si-Mnを主成分とする

【請求項2】 さらに、重量%で、

Si: 0.005~1.50%、

Cr: 0.01~0.24%、

Nb: 0.001~0.060%、

V: 0.001~0.050%、

W: 0.001~0.50%、

Ni: 0.01~0.50%、

Cu: 0.01~0.24%、

B: 0.0001~0.0006%、

Ca: 0.0001~0.0040%、

REM: 0.0001~0.0040%

のうちの1種以上を含有することを特徴とする、請求項1に記載の加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管。

【請求項3】 Ti、Mo、Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする請求項1または請求項2に記載の加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管。

し、粒径が10nm以下で、原子比で $Mo/(Ti+Mo) = 0.33 \sim 0.77$ である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60~100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管素材用鋼帯。

【請求項6】 Ti、Mo、Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする請求項5に記載の加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管素材用鋼帯。

鋼スラブを熱延後600℃以下で巻取るか、熱延後さらに酸洗、冷延、連続焼鈍した5~10%の準安定オーステナイトを含む複合組織を有することを特徴とする電縫鋼管に関する技術が開示されている。これらの技術によれば、引張強さ(TS)が550~780MPaの範囲で比較的良好な伸び(E1)が得られるものの、疲労特性に問題がある。

【0004】特開平5-302121号公報には、C-Si-Mn-Nb-Moを主成分とする鋼スラブを熱延、冷延、電縫造管後、焼鈍することにより、TSが810~920MPaの機械電縫鋼管を得る技術が開示されている。しかし、この技術では疲労特性、特に成形加工後の疲労特性が十分に得られない問題がある。

【0005】特許第3235168号公報には、C-Si-Mn-Nb-微量Tiを主成分とする鋼スラブを熱延後600~200℃で巻取り、電縫溶接することを中心とする技術が開示され、特開平5-271859号公報には、C-Si-Mn-Nb-微量Ti-Bを主成分とする鋼スラブを熱延後600~200℃で巻取り電縫溶接することを中心とする技術が開示され、特開平5-43980号公報には、C-Si-Mn-Nb-微量Ti-Moを主成分とする熱延鋼帯を電縫溶接することを

特徴とする技術が開示されている。これら技術によれば、TSが680～940MPaの範囲で比較的良好な電縫溶接部靱性が得られるものの、その加工性と疲労特性、特に加工後の疲労特性に問題がある。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】以上のように従来の技術では、自動車等の構造部材に必要とされる加工性と疲労特性、特に部材成形加工後の疲労特性を兼ね備えた高張力溶接鋼管が得られていない。

【0007】本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、引張強さ590MPa以上の強度を有し、曲げ、液圧、拡張、縮管、およびこれらを複合した成形等に必要な加工性と、優れた疲労特性とを兼ね備えた、自動車、オートバイ等の構造部材に好適な高張力溶接鋼管およびその製造方法、ならびに溶接鋼管素材用鋼帯を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、強度、加工性、疲労特性といった相反する特性を同時に満たす溶接鋼管を得るために、溶接鋼管の化学成分、ミクロ組織、析出物存在状態を種々変化させて系統的な実験検討を行った。その結果、60%以上の面分率を占めるフェライト組織中に、粒径10nm以下で、原子比で $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo})=0.33\sim0.77$ である(Ti, Mo)複合炭化物を微細に析出させることで、所望の強度、加工性、疲労特性を同時に満たす溶接鋼管が得られることを見出した。

$$0.15 \leq \{\text{Ti} - (48/14)\text{N}\} / \text{Mo} \leq 1 \quad \dots (1)$$

【0013】(4) 上記(1)から(3)のいずれかに記載の溶接鋼管を製造するにあたり、上記組成の鋼スラブを1150℃以上に加熱した後、仕上げ圧延温度を850℃以上とする熱間圧延を施し、仕上げ圧延後5秒間以内に700℃以下まで冷却し、600℃超～675℃で巻取って熱延鋼帯とし、酸洗、スリット後造管することを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管の製造方法。

【0014】(5) 上記(1)または(2)の成分組

$$0.15 \leq \{\text{Ti} - (48/14)\text{N}\} / \text{Mo} \leq 1 \quad \dots (1)$$

【0016】

【発明の実施の形態】以下、本発明について具体的に説明する。本発明の溶接鋼管の最も重要な点は、粒径10nm以下で、原子比で $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo})=0.33\sim0.77$ である微細な(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60～100%である点である。これにより所望の強度、加工性、疲労特性を同時に有する溶接鋼管が得られる。このように疲労特性、加工性を劣化させずに高強度化を図ることができるのは、炭化物を微細析出させることで、強度上昇に必要な析出物の最近接粒子間距離を得るために必要な元素量が少なくなることなどが要因の一つと考えられる。

【0009】本発明はこのような知見に基づいて完成されたものであり、以下の(1)～(6)を提供する。

【0010】(1) 重量%で、C:0.035～0.185%、Mn:0.75～1.95%、Mo:0.01～0.49%、Ti:0.010～0.145%、Al:0.011～0.10%、P:0.03%以下、S:0.004%以下、N:0.006%以下、O:0.004%以下、残部が実質的にFeからなり、粒径が10nm以下で、原子比で $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo})=0.33\sim0.77$ である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60～100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管。

【0011】(2) 上記(1)において、さらに、重量%で、Si:0.005～1.50%、Cr:0.01～0.24%、Nb:0.001～0.060%、V:0.001～0.050%、W:0.001～0.50%、Ni:0.01～0.50%、Cu:0.01～0.24%、B:0.0001～0.0006%、Ca:0.0001～0.0040%、REM:0.0001～0.0040%のうちの1種以上を含有することを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管。

【0012】(3) 上記(1)または(2)において、Ti、Mo、Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管。

成を有し、粒径が10nm以下で、原子比で $\text{Mo}/(\text{Ti}+\text{Mo})=0.33\sim0.77$ である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60～100%であることを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管素材用鋼帯。

【0015】(6) 上記(5)において、Ti、Mo、Nの重量%で表される以下の(1)式を満たすことを特徴とする加工性と疲労特性に優れた高張力溶接鋼管素材用鋼帯。

【0017】図1に鋼管のフェライト分率、フェライト組織中の析出物の大きさと曲げ加工特性の関係を示す。曲げ加工性は、プレッシャーダイと心金とを併用した回転引曲げによる限界曲げ半径(管中心軸の曲げ半径) ρ (mm)と管外形 d (mm)との比 ρ/d で鋼管の強度TS(MPa)を割った値 $\text{TS}/(\rho/d)$ (MPa)により評価した。値が大きいほど曲げ加工性は良好となる。なお、この時のプレッシャーダイ押し力は座屈、しわの発生しない最大応力とした。図中プロット内の数字が $\text{TS}/(\rho/d)$ の値である。図1から、60%以上の面分率を占めるフェライト組織中に粒径10nm以下の極微細な(Ti, Mo)複合炭化物を析出させること

で、 $TS/(\rho/d)$ が 400MPa 以上の優れた曲げ加工特性が得られることがわかる。なお、フェライト組織中の析出物の大きさは、鋼管から切出し、研磨した薄膜の 40 万倍の透過型電子顕微鏡写真より計測し、その平均粒径を求めることによって把握し、析出物の組成は、透過型電子顕微鏡に装備されたエネルギー分散型分光装置により分析した。

【0018】なお、本発明におけるフェライト組織の組織面分率とは、硬質組織、相である、パーライト組織、ベイナイト組織、マルテンサイト組織、残留オーステナイト相を除いた面分率のことで、ポリゴナルフェライト組織、擬ポリゴナルフェライト組織、アシキュラーフェライト組織を含み、その形態は問わない。

【0019】図2に鋼管のフェライト組織中の析出物の大きさ、析出物の $Mo/(Ti+Mo)$ (原子比) の値と鋼管の疲労特性との関係を示す。鋼管の疲労特性は、直管の4点曲げ疲労試験と、曲げ管の一端を固定し、もう一端を曲げ平面に垂直方向に変位させる曲げ振り疲労試験により評価した。直管の4点曲げ疲労試験は片振り、周波数 5 Hz の条件での 10^6 繰り返し疲れ限度 σ_A (最大主応力振幅の2倍) と鋼管強度 TS との比 (σ_A/TS) で評価し、曲げ管の曲げ振り疲労試験は、曲げ半径 $\rho/d=2.0$ 、曲げ角度 90° で回転引き曲げた後、両振り、周波数 1 Hz の条件での 5×10^5 繰り返し疲れ限度 σ_B (最大主応力の応力振幅) と鋼管強度 TS との比 (σ_B/TS) でそれぞれ評価した。素管寸法は $\phi 70 \times 2.0$ t (mm) とした。図2の下段の丸プロット内の数字が σ_A/TS の値であり、図2の上段の四角プロット内の数字が σ_B/TS の値である。図2から、フェライト組織中に粒径が 10 nm 以下、原子比で $Mo/(Ti+Mo)=0.33 \sim 0.77$ である (Ti, Mo) 複合炭化物を析出させることで、(σ_A/TS) ≥ 0.6 、(σ_B/TS) ≥ 0.45 の優れた疲労特性が得られることがわかる。

【0020】次に、成分組成について説明する。本発明の溶接鋼管の成分組成は、重量%で、C: 0.035~0.185%、Mn: 0.75~1.95%、Mo: 0.01~0.49%、Ti: 0.010~0.145%、Al: 0.011~0.10%、P: 0.03%以下、S: 0.004%以下、N: 0.006%以下、O: 0.004%以下であり、さらに、Si: 0.005~1.50%、Cr: 0.01~0.24%、Nb: 0.001~0.060%、V: 0.001~0.050%、W: 0.001~0.50%、Ni: 0.01~0.50%、Cu: 0.01~0.24%、B: 0.0001~0.0006%、Ca: 0.0001~0.0040%、REM: 0.0001~0.0040%のうちの1種以上を含有することができる。また、 $0.15 \leq \{Ti - (48/14)N\}/Mo \leq 1$ を満たすことが好ましい。

【0021】これらの限定理由は以下の通りである。

C: Cは所望の強度、加工性、疲労特性を得るために必要なフェライト組織中の (Ti, Mo) 複合炭化物を構成する必須元素である。しかし、その量が 0.035%未満であると強度確保に必要な量の (Ti, Mo) 複合炭化物が得られず強度不足となり、一方、0.185%を超えると炭化物の析出挙動が変化し、加工性と疲労特性が劣化する。したがって、C含有量を 0.035~0.185%とする。

【0022】Mn: Mnは (Ti, Mo) 複合炭化物の成長速度を抑制し、粒径が 10 nm 以下の (Ti, Mo) 複合炭化物を形成させるための必須元素である。しかし、その量が 0.75%未満では粒径が 10 nm 未満の (Ti, Mo) 複合炭化物が十分に形成されないため所望の強度、加工性、疲労特性が得られず、一方、1.95%を超えるとフェライト組織の面分率が 60%未満となり所望の加工性が得られない。したがって、Mn含有量を 0.75~1.95%とする。

【0023】Mo: Moは所望の強度、加工性、疲労特性を得るために必要なフェライト組織中の (Ti, Mo) 複合炭化物を生成させる必須元素である。しかし、その量が 0.01%未満であると、強度、加工性確保に必要な量の (Ti, Mo) 複合炭化物が得られず、強度、加工性不足となり、一方、0.49%を超えると疲労特性が低下する。したがって、Mo含有量を 0.01~0.49%とする。

【0024】Ti: TiはMoと同様、所望の強度、加工性、疲労特性を得るために必要なフェライト組織中の (Ti, Mo) 複合炭化物を生成させる必須元素である。しかし、その量が 0.010%未満であると、強度、加工性確保に必要な量の (Ti, Mo) 複合炭化物が得られず、強度、加工性不足となり、一方、0.145%を超えると疲労特性が低下する。したがって、Ti含有量を 0.010~0.145%とする。

【0025】Al: Alは製鋼時の脱酸元素であるとともに、熱延工程でのオーステナイト粒成長を抑制することで (Ti, Mo) 複合炭化物を微細析出させるための必須元素である。しかし、その量が 0.011%未満ではその効果に乏しく、一方、0.10%を超えると疲労特性が劣化する。したがって、Al含有量を 0.011~0.10%とする。

【0026】P, S, N, O: これらはいずれも加工性、疲労特性を低下させる不純物元素であり、Pは 0.03%、Sは 0.004%、Nは 0.006%、Oは 0.004%を超えるとその悪影響が顕在化するため、その値をそれぞれの上限とする。

【0027】Si: Siはフェライト組織の生成を促進し、所望のフェライト組織面分率を得るために添加することができる。その量が 0.005%未満ではその効果に乏しく、一方、1.50%を超えると疲労特性が低

下するため、Siを添加する場合には、その含有量を0.005～1.50%とする。

【0028】Cr: CrはMnの(Ti, Mo)複合炭化物の成長速度抑制作用を補う働きがあるため、添加することができる。その量が0.01%未満ではその効果に乏しく、一方、0.24%を超えると疲労特性が劣化するため、Crを添加する場合には、その含有量を0.01～0.24%とする。

【0029】Nb, V, W: これらの元素は炭化物を形成することで強度を補完する有効な元素であるため添加することができる。いずれも0.001%未満ではその効果に乏しく、Nbは0.060%、Vは0.050%、Wは0.50%を超えると加工性と疲労特性が低下する。したがって、これらを添加する場合には、Nb: 0.001～0.060%、V: 0.001～0.050%、W: 0.001～0.50%とする。なお、Tiが0.041%未満の場合には、Nbの強度を補完する効果が0.017%で飽和するので、Nbを0.018%以上添加する場合はTiが0.041%以上であることが望ましい。

【0030】Ni, Cu: これらはMnの(Ti, Mo)複合炭化物の成長速度抑制作用を補う働きがあるため、添加することができる。その量が0.01%未満ではその効果に乏しく、一方、Niは0.50%、Cuは0.24%を超えると加工性と疲労特性が劣化するため、Ni, Cuを添加する場合には、Ni: 0.01～0.50%、Cu: 0.01～0.24%とする。

【0031】B: Bは鋼管に焼き入れ性を付与するために添加することができる。その量が0.0001%未満ではその効果に乏しく、0.0006%を超えると加工性と疲労特性が低下するため、Bを添加する場合には、その含有量を0.0001～0.0006%とする。

【0032】Ca, REM: Ca, REMは硫化物の形態制御により加工性を一層高める働きがあるため添加することができる。いずれも0.0001%未満ではその効果に乏しく、0.0040%を超えてもその効果が飽和するので、これらを添加する場合には、それぞれ0.0001～0.0040%とする。

【0033】 $\{Ti - (48/14)N\} / Mo$: フェライト組織中の(Ti, Mo)複合炭化物のサイズを10nm以下の微細なものとするためには、Ti, Mo, Nの重量%で表される $\{Ti - (48/14)N\} / Mo$ の値が0.15～1の範囲内であることが好ましい。これは、Ti原子とMo原子が相互作用することにより、炭化物の粗大化が抑止されているためであると考えられる。 $\{Ti - (48/14)N\} / Mo$ の値が0.15未満であると、析出する炭化物サイズが大きくなり、強度加工性が低下し、一方、その値が1を超えると炭化物の析出挙動が変化して加工性と疲労強度とが低

下するおそれがある。

【0034】次に、溶接鋼管の製造条件について説明する。本発明では、上記組成の鋼スラブを1150℃以上に加熱した後、仕上げ圧延温度を850℃以上とする熱間圧延を施し、仕上げ圧延後5秒間以内に700℃以下まで冷却し、600℃超～675℃で巻取って熱延鋼帯とし、酸洗、スリット後造管する。

【0035】以下、これらの限定理由について説明する。

スラブ再加熱温度: 冷却された鋼スラブを再加熱後圧延する場合には、鋼中の析出物の多くを再固溶させ、(Ti, Mo)複合炭化物をフェライト組織中に析出させるために、鋼スラブの再加熱温度を1150℃以上とする必要がある。

【0036】仕上げ圧延温度: 加工誘起析出による粗大な炭化物の析出を抑制するためには熱延仕上げ温度を850℃以上とする必要がある。

【0037】熱延ランナウト冷却条件: (Ti, Mo)複合炭化物の析出状態を制御し、粒径10nm以下に微細析出させ、原子比で表した $Mo / (Ti + Mo)$ の値を0.33～0.77の範囲とするためには熱延ランナウト冷却条件の制御が重要である。(Ti, Mo)複合炭化物の成長を抑制し所望の原子比を有する(Ti, Mo)複合炭化物を得るには熱延仕上げ圧延終了後、5秒間以内に700℃まで冷却する必要がある。

【0038】巻取温度: 粒径が10nm以下の(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織を組織面分率で60～100%とするには、熱延巻取温度を600℃超～675℃とする必要がある。675℃を超えると(Ti, Mo)複合炭化物が成長するため強度が低下し、一方600℃以下であるとフェライト組織分率が低下する。

【0039】鋼帯から溶接管への造管方法は特に限定されないが、ロールフォーミング、電縫溶接、サイザー等による形状矯正という手順で電縫溶接管とする場合には、加工性と靱性の確保のために、以下の式で定義される幅絞りを0.3～10%の範囲とすることが望ましい。

幅絞り = $\left[\left(\text{素材鋼帯の幅} \right) - \pi \left\{ \left(\text{製品外径} \right) - \left(\text{製品肉厚} \right) \right\} \right] / \pi \left\{ \left(\text{製品外径} \right) - \left(\text{製品肉厚} \right) \right\} \times (100\%)$

【0040】本発明の溶接鋼管には溶接部の良好な加工性、靱性の安全確保の観点から、さらにポストアニーリング、酸素濃度の雰囲気制御下でのシーム溶接等を行うことができる。また、本発明規定のマイクロ組織、析出物状態を失しない範囲でシーム溶接前後工程での冷間加工、温間加工、熱間加工、熱処理、メッキ処理、表面潤滑処理を加えることができる。

【0041】

【実施例】(実施例1)表1に示すA～Tの20種類の

鋼スラブを約1280℃に再加熱後、仕上圧延温度約915℃、ランナウトでの700℃までの冷却時間約3秒、巻取温度約630℃の条件で板厚2.0mmの熱延鋼帯とし、酸洗、スリッティング、ロール成形した後、溶接し、外径70mmの溶接鋼管とした。幅絞りは約4%とした。

【0042】これら鋼管のミクロ組織を観察し、析出物の平均粒径および組成を求めた。その結果を表2に示す。ミクロ組織は断面をナイトールエッチング後に走査型電子顕微鏡観察により評価し、析出物の平均粒径と組成は、薄膜の透過型電子顕微鏡観察とエネルギー分散型分光分析によりそれぞれ評価した。

【0043】また、これら鋼管からJIS11号試験片を切り出して引張試験を行い引張強度を求めるとともに、これら鋼管の曲げ加工特性、液圧加工特性、疲労特性を求めた。その結果を表3に示す。

【0044】曲げ加工性は、プレッシャーダイと心金とを併用した回転引曲げによる限界曲げ半径(管中心軸の曲げ半径) ρ (mm)と管外径 d (mm)との比 ρ/d で鋼管の強度 TS (MPa)を割った値 $TS/(\rho/d)$ (MPa)により評価した。値が大きいほど曲げ加工性は良好となる。さらに、複合加工特性を評価する目的で外径縮径率10%の縮径加工後の限界曲げ半径 ρ' より、このときの限界曲げ半径 ρ' (mm)と管外径 d' (mm)との比 ρ'/d' の値も求めた。

【0045】液圧加工特性は液圧自由バルジ試験時の破断限界周長増加率により、変形部長さを $2d$ (d :管外形)とし、軸圧縮「なし」および「あり」の2条件で評価した。軸圧縮力は、管体の応力比(軸方向応力/円周方向応力) $=W/(2\pi r^2 P)=-0.5$ となる条件とした。ただし、 W :圧縮応力、 r :肉厚中心半径、 P :内圧である。

【0046】鋼管の疲労特性は、直管の4点曲げ疲労試験と、曲げ管の一端を固定し、もう一端を曲げ平面に垂直方向に変位させる曲げ振り疲労試験により評価した。直管の4点曲げ疲労試験は片振り、周波数5Hzの条件での 10^6 繰り返し疲れ限度 σ_A (最大主応力振幅の2倍)と鋼管強度 TS との比(σ_A/TS)で評価し、曲

げ管の曲げ振り疲労試験は、曲げ半径 $\rho/d=2.0$ 、曲げ角度90°で回転引き曲げた後、両振り、周波数1Hzの条件での 5×10^5 繰り返し疲れ限度 σ_B (最大主応力の応力振幅)と鋼管強度 TS との比(σ_B/TS)でそれぞれ評価した。

【0047】表1のNo. 1~11は、成分組成が本発明の範囲内であるとともに、粒径10nm以下、原子比で表した $Mo/(Ti+Mo)$ の値が0.33~0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60~100%である本発明例であり、引張強度 TS が590MPa以上で、 $TS/(\rho/d)$ が400MPa以上、縮径後の限界曲げ半径 ρ'/d' が2.8以下の優れた曲げ加工特性、軸圧縮なしでの周長増加率9%以上、軸圧縮ありで周長増加率17%以上の優れた液圧加工特性を示し、(σ_A/TS) ≥ 0.6 、(σ_B/TS) ≥ 0.45 の優れた疲労特性を示した。

【0048】一方、本発明範囲からCおよびAlが低く外れた鋼L、Mnが低く外れた鋼NのNo. 12, 14は、微細な析出物の量が不十分であり、 Ti, Mo が低く外れた鋼Q、SのNo. 17, 19は、炭化物の粒径が10nm以上であり、また、いずれも析出物の組成が本発明の範囲をはずれており、いずれも引張強度が590MPa未満でかつ $TS/(\rho/d)$ が400MPa未満と曲げ加工特性が低く、(σ_A/TS)が0.6未満、(σ_B/TS)が0.45未満と疲労特性が低かった。本発明の範囲からC、Mn、O、 Ti, Mo が高く外れた鋼M、O、P、R、TのNo. 13, 15, 16, 18, 20は、フェライト組織面分率、析出物の平均粒径、析出物組成のうち1項目以上が本発明の範囲外となり、 $TS/(\rho/d)$ が400MPa未満と曲げ加工特性が低く、軸圧縮なしでの周長増加率8%以下、軸圧縮ありで周長増加率14%以下と液圧加工特性が低く、(σ_A/TS)が0.6未満、(σ_B/TS)が0.45未満と疲労特性も低かった。

【0049】

【表1】

| No. | 鋼 | 化学成分 (wt%) | | | | | | | | | | | | | | 備考 |
|-----|---|------------|------|------|-------|--------|-------|--------|--------|-------|------|------|-------|----------------------|----------------|------|
| | | C | Si | Mn | P | S | Al | N | O | Ti | Mo | Cr | Nb | その他 | (Ti+48/14)N/Mo | |
| 1 | A | 0.145 | 0.33 | 1.38 | 0.004 | 0.003 | 0.035 | 0.0025 | 0.0010 | 0.123 | 0.25 | 0.22 | 0.024 | - | 0.48 | 本発明例 |
| 2 | B | 0.042 | 0.20 | 1.72 | 0.008 | 0.002 | 0.015 | 0.0042 | 0.0011 | 0.087 | 0.22 | 0.01 | 0.003 | - | 0.33 | 本発明例 |
| 3 | C | 0.057 | 0.54 | 1.87 | 0.007 | 0.002 | 0.011 | 0.0053 | 0.0015 | 0.058 | 0.18 | 0.11 | 0.000 | Ni:0.45 | 0.25 | 本発明例 |
| 4 | D | 0.066 | 0.20 | 1.11 | 0.015 | 0.001 | 0.086 | 0.0038 | 0.0003 | 0.048 | 0.21 | 0.00 | 0.000 | W:0.44 | 0.17 | 本発明例 |
| 5 | E | 0.085 | 0.23 | 1.42 | 0.026 | 0.0004 | 0.013 | 0.0021 | 0.0015 | 0.072 | 0.11 | 0.14 | 0.010 | - | 0.58 | 本発明例 |
| 6 | F | 0.039 | 0.15 | 0.92 | 0.004 | 0.001 | 0.054 | 0.0010 | 0.0035 | 0.044 | 0.10 | 0.00 | 0.000 | V:0.047 | 0.41 | 本発明例 |
| 7 | G | 0.055 | 0.14 | 1.34 | 0.003 | 0.004 | 0.041 | 0.0028 | 0.0025 | 0.088 | 0.18 | 0.08 | 0.009 | - | 0.43 | 本発明例 |
| 8 | H | 0.052 | 0.18 | 1.20 | 0.014 | 0.002 | 0.035 | 0.0035 | 0.0024 | 0.070 | 0.20 | 0.00 | 0.015 | Ca:0.0023 | 0.28 | 本発明例 |
| 9 | I | 0.037 | 0.00 | 0.78 | 0.025 | 0.001 | 0.026 | 0.0045 | 0.0015 | 0.018 | 0.02 | 0.00 | 0.000 | Cu:0.22 | 0.18 | 本発明例 |
| 10 | J | 0.047 | 0.21 | 1.48 | 0.024 | 0.0007 | 0.075 | 0.0011 | 0.0011 | 0.087 | 0.33 | 0.00 | 0.000 | B:0.0003, REM:0.0011 | 0.25 | 本発明例 |
| 11 | K | 0.054 | 0.18 | 1.04 | 0.010 | 0.001 | 0.021 | 0.0028 | 0.0018 | 0.082 | 0.25 | 0.11 | 0.018 | - | 0.29 | 本発明例 |
| 12 | L | 0.021 | 0.26 | 1.58 | 0.003 | 0.003 | 0.000 | 0.0016 | 0.0006 | 0.058 | 0.15 | 0.00 | 0.010 | - | 0.35 | 比較例 |
| 13 | M | 0.210 | 0.16 | 1.68 | 0.018 | 0.001 | 0.015 | 0.0039 | 0.0010 | 0.062 | 0.08 | 0.00 | 0.023 | - | 0.48 | 比較例 |
| 14 | N | 0.058 | 0.38 | 0.57 | 0.026 | 0.002 | 0.018 | 0.0045 | 0.0008 | 0.048 | 0.23 | 0.00 | 0.000 | - | 0.15 | 比較例 |
| 15 | O | 0.038 | 0.74 | 2.35 | 0.018 | 0.004 | 0.035 | 0.0028 | 0.0012 | 0.078 | 0.28 | 0.18 | 0.000 | - | 0.27 | 比較例 |
| 16 | P | 0.087 | 0.18 | 1.25 | 0.017 | 0.001 | 0.045 | 0.0052 | 0.0058 | 0.089 | 0.18 | 0.00 | 0.000 | - | 0.37 | 比較例 |
| 17 | Q | 0.065 | 0.45 | 0.95 | 0.011 | 0.0008 | 0.075 | 0.0038 | 0.0023 | 0.008 | 0.20 | 0.03 | 0.000 | - | -0.02 | 比較例 |
| 18 | R | 0.045 | 0.89 | 0.85 | 0.008 | 0.0002 | 0.035 | 0.0048 | 0.0016 | 0.185 | 0.38 | 0.04 | 0.000 | - | 0.47 | 比較例 |
| 19 | S | 0.043 | 0.01 | 1.23 | 0.015 | 0.002 | 0.062 | 0.0055 | 0.0025 | 0.069 | 0.03 | 0.19 | 0.007 | - | 1.67 | 比較例 |
| 20 | T | 0.075 | 0.06 | 1.68 | 0.013 | 0.004 | 0.048 | 0.0023 | 0.0008 | 0.042 | 0.75 | 0.00 | 0.003 | - | 0.05 | 比較例 |

【0050】

【表2】

| No. | ミクロ組織とフェライト中析出物の平均粒径と組成 | | | | 備考 |
|-----|-------------------------|----------------|------------------------|------------------------|------|
| | フェライト組織 面分率(%) | フェライト以外 の組織 | フェライト中析出物の 平均粒径(nm) | 析出物中の Mo/(Ti+Mo)原子比 | |
| 1 | 88 | ベイナイト | 4 | 0.52 | 本発明例 |
| 2 | 100 | - | 3 | 0.58 | 本発明例 |
| 3 | 97 | ベイナイト | 1 | 0.54 | 本発明例 |
| 4 | 95 | パーライト | 2 | 0.85 | 本発明例 |
| 5 | 83 | パーライト | 5 | 0.42 | 本発明例 |
| 6 | 100 | - | 7 | 0.54 | 本発明例 |
| 7 | 97 | セメンタイト | 7 | 0.55 | 本発明例 |
| 8 | 95 | パーライト | 8 | 0.58 | 本発明例 |
| 9 | 100 | - | 5 | 0.51 | 本発明例 |
| 10 | 100 | - | 1 | 0.68 | 本発明例 |
| 11 | 95 | パーライト | 2 | 0.73 | 本発明例 |
| 12 | 100 | - | 8 | 0.24 | 比較例 |
| 13 | 54 | パーライト | 22 | 0.07 | 比較例 |
| 14 | 95 | パーライト | 8 | 0.15 | 比較例 |
| 15 | 48 | ベイナイト | 7 | 0.28 | 比較例 |
| 16 | 77 | パーライト | 3 | 0.44 | 比較例 |
| 17 | 82 | パーライト | 23 | 0.89 | 比較例 |
| 18 | 100 | - | 27 | 0.21 | 比較例 |
| 19 | 92 | パーライト | 28 | 0.02 | 比較例 |
| 20 | 54 | ベイナイト | 7 | 0.85 | 比較例 |

【0051】

【表3】

| No. | 引張強度 | 曲げ加工特性 | | | 液圧加工特性 | | 疲労特性 | | 備考 |
|-----|-------------|---------------------------------|--------------------------|---|-------------------------|-------|---|---|------|
| | TS (MPa) | 限界曲げ半径 [*] ρ/d | TS/(ρ/d) (MPa) | 縮管加工後限界 曲げ半径 ^{**} , ρ'/d | 自由ハルシ/周長増加率(%) 軸圧縮なし | 軸圧縮あり | 曲げ疲労強度比 ^{***} σ_A/TS | 曲げ繰り疲疲労強度比 ^{****} σ_B/TS | |
| 1 | 1054 | 2.2 | 479 | 2.8 | 10 | 18 | 0.60 | 0.46 | 本発明例 |
| 2 | 826 | 1.8 | 459 | 2.4 | 11 | 22 | 0.62 | 0.46 | 本発明例 |
| 3 | 764 | 1.8 | 478 | 2.3 | 12 | 24 | 0.61 | 0.46 | 本発明例 |
| 4 | 795 | 1.8 | 497 | 2.2 | 11 | 23 | 0.62 | 0.47 | 本発明例 |
| 5 | 898 | 1.9 | 473 | 2.5 | 10 | 20 | 0.60 | 0.46 | 本発明例 |
| 6 | 885 | 1.4 | 489 | 1.9 | 13 | 27 | 0.62 | 0.47 | 本発明例 |
| 7 | 814 | 1.7 | 479 | 2.3 | 11 | 22 | 0.64 | 0.49 | 本発明例 |
| 8 | 825 | 1.7 | 485 | 2.3 | 11 | 21 | 0.61 | 0.47 | 本発明例 |
| 9 | 811 | 1.3 | 470 | 1.8 | 14 | 28 | 0.63 | 0.48 | 本発明例 |
| 10 | 804 | 1.9 | 478 | 2.4 | 10 | 19 | 0.64 | 0.49 | 本発明例 |
| 11 | 815 | 1.7 | 479 | 2.3 | 10 | 19 | 0.60 | 0.45 | 本発明例 |
| 12 | 476 | 1.8 | 298 | 2.4 | 12 | 19 | 0.58 | 0.41 | 比較例 |
| 13 | 1038 | 3.0 | 345 | 破断 | 6 | 10 | 0.50 | 0.39 | 比較例 |
| 14 | 523 | 1.8 | 327 | 2.5 | 11 | 18 | 0.57 | 0.41 | 比較例 |
| 15 | 815 | 2.4 | 340 | 破断 | 8 | 13 | 0.51 | 0.38 | 比較例 |
| 16 | 843 | 3.0 | 314 | 破断 | 7 | 12 | 0.48 | 0.33 | 比較例 |
| 17 | 554 | 1.8 | 308 | 2.6 | 11 | 19 | 0.52 | 0.38 | 比較例 |
| 18 | 1088 | 3.2 | 339 | 破断 | 5 | 9 | 0.53 | 0.39 | 比較例 |
| 19 | 568 | 1.8 | 316 | 2.7 | 10 | 17 | 0.51 | 0.37 | 比較例 |
| 20 | 826 | 2.4 | 344 | 破断 | 8 | 14 | 0.55 | 0.40 | 比較例 |

* ρ = 管中心線の曲げ半径(mm), d = 管外径(mm)** ρ' = 縮管加工後管中心線の曲げ半径(mm), d' = 縮管加工後の管外径(mm)*** σ_A = 曲げ10°繰返し疲れ限度**** σ_B = 曲げ繰り5×10°繰返し疲れ限度

【0052】次に、鋼成分組成が本発明の範囲内にある鋼A、鋼Gを表4に示す条件で熱間圧延して板厚2.0mmの熱延鋼帯とし、酸洗、スリッティング、ロール成形した後、溶接し、外径70mmの溶接鋼管とした。幅絞りは約4%とした。得られた鋼管のミクロ組織と析出物の平均粒径および組成を表5に、引張強度、曲げ加工特性、液圧加工特性、疲労特性を表6にそれぞれ示す。

【0053】熱延条件が本発明範囲内にあるNo. 21, 26は、粒径10nm以下、原子比で表したMo/(Ti+Mo)の値が0.33~0.77である(Ti, Mo)複合炭化物が析出したフェライト組織が組織面分率で60~100%であり、引張強度TSが590MPa以上で、TS/(ρ/d)が400MPa以上の優れた曲げ加工特性、軸圧縮なしでの周長増加率9%以上、軸圧縮ありで周長増加率17%以上の優れた液圧加

工特性を示し、(σ_A/TS) \geq 0.6、(σ_B/TS) \geq 0.45の優れた疲労特性を示した。

【0054】一方、スラブ加熱温度、仕上圧延温度、仕上圧延後700℃までの冷却時間、巻取温度のいずれかが本発明の範囲から外れたNo. 22~25, 27~31では、いずれもフェライト中の析出物の粒径が20nm以上と大きく、原子比で表したMo/(Ti+Mo)の値が0.33未満あるいは0.77を超えるため、TS/(ρ/d)が400MPa未満と曲げ加工特性が低く、強度に比して液圧加工特性が低く、(σ_A/TS) \geq 0.6未満、(σ_B/TS) \geq 0.45未満と疲労特性も低かった。

【0055】

【表4】

| No. | 鋼 | 熱延条件 | | | | 備考 |
|-----|---|-----------------|---------------|---------------------------|-------------|------|
| | | スラブ再加熱 温度(℃) | 仕上圧延 温度(℃) | 仕上圧延後700℃以下 までの冷却時間(s) | 巻取温度 (℃) | |
| 21 | A | 1285 | 915 | 2 | 815 | 本発明例 |
| 22 | A | 1200 | 825 | 3 | 825 | 比較例 |
| 23 | A | 1165 | 875 | 11 | 830 | 比較例 |
| 24 | A | 1280 | 950 | 2 | 715 | 比較例 |
| 25 | A | 1300 | 935 | 2 | 535 | 比較例 |
| 26 | G | 1280 | 920 | 4 | 830 | 本発明例 |
| 27 | G | 1145 | 855 | 4 | 835 | 比較例 |
| 28 | G | 1270 | 820 | 3 | 820 | 比較例 |
| 29 | G | 1275 | 905 | 10 | 815 | 比較例 |
| 30 | G | 1255 | 915 | 3 | 885 | 比較例 |
| 31 | G | 1185 | 920 | 3 | 530 | 比較例 |

【0056】

【表5】

| No. | マイクロ組織とフェライト析出物の平均粒径と組成 | | | | 備考 |
|-----|-------------------------|-----------------|-----------------------|-----------------------|------|
| | フェライト組織 面分率(%) | フェライト以外 の組織 | フェライト析出物の 平均粒径(nm) | 析出物中の Mo(Ti+Mo)原子比 | |
| 21 | 80 | ベイナイト+残留オーステナイト | 2 | 0.52 | 本発明例 |
| 22 | 77 | ベイナイト | 22 | 0.22 | 比較例 |
| 23 | 79 | パーライト | 25 | 0.24 | 比較例 |
| 24 | 85 | パーライト | 32 | 0.18 | 比較例 |
| 25 | 32 | ベイナイト | 24 | 0.15 | 比較例 |
| 26 | 100 | — | 2 | 0.48 | 本発明例 |
| 27 | 94 | パーライト | 23 | 0.86 | 比較例 |
| 28 | 93 | パーライト | 24 | 0.21 | 比較例 |
| 29 | 94 | パーライト | 29 | 0.16 | 比較例 |
| 30 | 97 | パーライト | 31 | 0.10 | 比較例 |
| 31 | 45 | ベイナイト | 24 | 0.18 | 比較例 |

【0057】

【表6】

| No. | 引張強度 | | 曲げ加工特性 | | 液圧加工特性 | | 疲労特性 | | 備考 |
|-----|-------------|--------------------|--------------------------|---|------------------------|-------|---|--|------|
| | TS (MPa) | 限界曲げ半径 ρ/d | TS/(ρ/d) (MPa) | 縮管加工後限界 曲げ半径 [*] , ρ'/d' | 自由ハルズ周長増加率(%) 軸圧縮なし | 軸圧縮あり | 曲げ疲労強度比 ^{***} σ_A/TS | 曲げ振れ疲労強度比 ^{****} σ_B/TS | |
| 21 | 1042 | 2.2 | 474 | 2.8 | 9 | 18 | 0.61 | 0.48 | 本発明例 |
| 22 | 760 | 2.3 | 330 | 破断 | 8 | 14 | 0.55 | 0.40 | 比較例 |
| 23 | 780 | 2.2 | 355 | 破断 | 8 | 14 | 0.54 | 0.38 | 比較例 |
| 24 | 685 | 2.0 | 343 | 3.1 | 9 | 17 | 0.54 | 0.39 | 比較例 |
| 25 | 985 | 3.2 | 308 | 破断 | 4 | 9 | 0.52 | 0.38 | 比較例 |
| 26 | 812 | 1.7 | 478 | 2.2 | 12 | 24 | 0.64 | 0.48 | 本発明例 |
| 27 | 578 | 1.8 | 321 | 2.7 | 11 | 21 | 0.57 | 0.39 | 比較例 |
| 28 | 645 | 2.0 | 323 | 2.8 | 8 | 15 | 0.55 | 0.41 | 比較例 |
| 29 | 675 | 2.1 | 321 | 2.9 | 9 | 16 | 0.58 | 0.40 | 比較例 |
| 30 | 704 | 2.3 | 306 | 3.0 | 8 | 14 | 0.52 | 0.39 | 比較例 |
| 31 | 814 | 2.8 | 291 | 破断 | 7 | 12 | 0.55 | 0.41 | 比較例 |

*: ρ = 管中心軸の曲げ半径(mm), d = 管外径(mm)**: ρ' = 縮管加工後管中心軸の曲げ半径(mm), d' = 縮管加工後の管外径(mm)***: σ_A = 曲げ 10^6 繰返し疲れ強度****: σ_B = 曲げ振れ 5×10^6 繰返し疲れ強度

【0058】本発明の範囲内の溶接鋼管は、型内での液圧加工特性に優れ、曲げ、液圧、拡管、縮管などを複合した成形においても優れた加工性を示し、複合した成形後の疲労特性にも優れる。

【0059】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、引張強さ590MPa以上の強度を有し、曲げ、液圧、拡管、縮管、およびこれらを複合した成形等に必要加工性と、優れた疲労特性とを兼備した高張力溶接鋼管を得ることができる。本発明の高張力溶接鋼管は、サスペンションアーム、サスペンションメンバー、アクスルビ

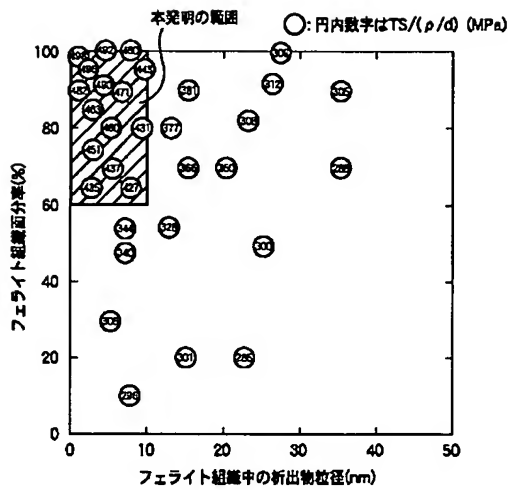
ーム、スタビライザー、フレーム、シャフト等の閉断面自動車構造部材素材として必要な強度、加工性、疲労特性を満たしており、これらの素材として極めて有効である。

【図面の簡単な説明】

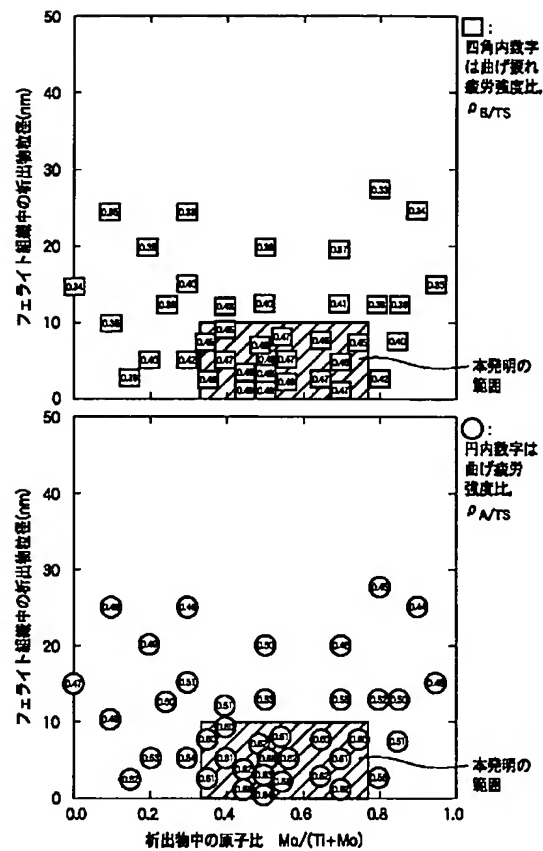
【図1】鋼管のフェライト分率、フェライト組織中の析出物の大きさと曲げ加工特性の関係を示すグラフ。

【図2】フェライト組織中の析出物の大きさ、析出物の原子比で表した $Mo/(Ti+Mo)$ の値と鋼管の疲労特性の関係を示すグラフ。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 船川 義正
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

(72)発明者 富田 邦和
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

(72)発明者 上井 清史
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

(72)発明者 篠本 哲
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA17 EA18
EA19 EA20 EA22 EA23 EA25
EA27 EA28 EA31 EA32 EA33
EA36 EB05 EB08 EB09 EB11
FA00 FA02 FA03 FB00 FC04
FC05 FE02 FE03 FE05 GA08
JA06